

## Patent Abstracts of Japan

PUBLICATION NUMBER : 10219387  
PUBLICATION DATE : 18-08-98

APPLICATION DATE : 04-02-97  
APPLICATION NUMBER : 09035559

APPLICANT : SUMITOMO METAL IND LTD;

INVENTOR : NAKAI SHUJI;

INT.CL. : C22C 38/00 C21D 8/04 C21D 9/46 C22C 38/14

TITLE : HOT ROLLED HIGH TENSILE STRENGTH STEEL PLATE EXCELLENT IN  
WORKABILITY AND ITS PRODUCTION

ABSTRACT : PROBLEM TO BE SOLVED: To provide a means of stably providing a hot rolled high  
tensile strength steel plate having high ductility, easy of press working, excellent in  
spreadability, and having satisfactory weldability.

SOLUTION: The hot rolled high tensile strength steel plate, having  
 $\leq 690\text{N/mm}^2$  tensile strength and excellent in workability, is constituted so that  
it has a composition consisting of, by weight, 0.05-0.25% C,  $\leq 2.0\%$  Si,  $\leq 1.6\%$  Al,  
0.8-2.0% Mn, 0-0.04% Ti,  $\leq 0.0100\%$  N,  $< 0.003\%$  Nb, and the balance Fe with inevitable  
impurities and further containing, if necessary, one or more kinds among proper amounts  
of Ca, Zr, and rare earth elements and satisfying  $\text{Si}(\%) + \text{Al}(\%) \geq 1.0$  and also has a  
structure consisting of, by volume ratio,  $\geq 5\%$  retained austenite, 3-20% pearlite, and the  
balance polygonal ferrite and bainite. This steel plate can be produced by subjecting, after  
the completion of hot rolling, the resultant steel plate to air cooling for 1-5sec, to cooling  
down to  $550-650^\circ\text{C}$  at  $\geq 30^\circ\text{C/s}$  cooling rate, further to air cooling for 2-10sec, to cooling  
again down to  $350-520^\circ\text{C}$  at  $\geq 30^\circ\text{C/s}$  cooling rate, and then to coiling.

COPYRIGHT: (C)1998,JPO

(19) 日本国特許庁 (J P)

## (12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平10-219387

(43) 公開日 平成10年(1998) 8月18日

(51) Int.Cl. <sup>6</sup>	識別記号	F I	
C 2 2 C 38/00	3 0 1	C 2 2 C 38/00	3 0 1 A
			3 0 1 W
C 2 1 D 8/04		C 2 1 D 8/04	A
9/46		9/46	S
C 2 2 C 38/14		C 2 2 C 38/14	
審査請求 未請求 請求項の数 4 F D (全 9 頁)			

(21) 出願番号	特願平9-35559	(71) 出願人	000002118 住友金属工業株式会社 大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号
(22) 出願日	平成9年(1997) 2月4日	(72) 発明者	野村 茂樹 茨城県鹿嶋市大字光3番地 住友金属工業株式会社鹿島製鉄所内
		(72) 発明者	中澤 嘉明 茨城県鹿嶋市大字光3番地 住友金属工業株式会社鹿島製鉄所内
		(72) 発明者	中居 修二 茨城県鹿嶋市大字光3番地 住友金属工業株式会社鹿島製鉄所内
		(74) 代理人	弁理士 今井 毅

(54) 【発明の名称】 加工性に優れた熱延高張力鋼板及びその製造方法

## (57) 【要約】

【課題】 高延性を有していてプレス加工が容易な上に、穴抜き性にも優れ、かつ溶接性の点でも満足できる熱延高張力鋼板の安定提供手段を確立する。

【解決手段】 C: 0.05~0.25%, Si: 2.0%以下, Al: 1.6%以下, Mn: 0.8~2.0%, Ti: 0~0.04%を含み、更に必要に応じて適量のCa, Zr, 希土類元素の1種以上をも含むと共に、N: 0.0100%以下, Nb: 0.003%未満, Si(%) + Al(%)  $\geq$  1.0 の各条件を満たして、かつ体積率で5%以上の残留オーステナイトと3~20%のパーライトとを含み残りがポリゴナルフェライトとベイナイトからなる組織を有する如くに引張強さが690 N/mm<sup>2</sup>以下の加工性に優れた熱延高張力鋼板を構成する。これは、熱間圧延を終了した後1~5秒間の空冷を行ってから30℃/s以上の冷却速度にて550~650℃まで冷却し、更に2~10秒間の空冷を行った後、再度30℃/s以上の冷却速度にて350~520℃まで冷却して巻取ることにより製造できる。

## 【請求の範囲】

【請求項1】 重量割合でC: 0.05~0.25%, Si: 2.0%以下, Al: 1.6%以下, Mn: 0.8~2.0%,

Ti: 0~0.04%を含むと共にN: 0.0100%以下,

Nb: 0.003%未満,  $Si(\%) + Al(\%) \geq 1.0$ の各条件を満たして残部がFe及び不可避免の不純物からなり、かつ体積率で5%以上の残留オーステナイトと3~20%のパーライトとを含み残りがポリゴナルフェライトとベイナイトからなる組織を有することを特徴とする、引張強さが690N/mm<sup>2</sup>以下の加工性に優れた熱延高張力鋼板

【請求項2】 重量割合でC: 0.05~0.25%, Si: 2.0%以下, Al: 1.6%以下, Mn: 0.8~2.0%,

Ti: 0~0.04%を含み、更にCa: 0.0002~0.01%,

Zr: 0.01~0.10%, 希土類元素: 0.002~0.10%の1種以上を含むと共にN: 0.0100%以下, Nb: 0.003%未満,  $Si(\%) + Al(\%) \geq 1.0$ の各条件を満たして残部がFe及び不可避免の不純物からなり、かつ体積率で5%以上の残留オーステナイトと3~20%のパーライトとを含み残りがポリゴナルフェライトとベイナイトからなる組織を有することを特徴とする、引張強さが690N/mm<sup>2</sup>以下の加工性に優れた熱延高張力鋼板。

【請求項3】 重量割合でC: 0.05~0.25%, Si: 2.0%以下, Al: 1.6%以下, Mn: 0.8~2.0%,

Ti: 0~0.04%を含むと共にN: 0.0100%以下,

Nb: 0.003%未満,  $Si(\%) + Al(\%) \geq 1.0$ の各条件を満たして残部がFe及び不可避免の不純物からなる鋼片を、1100℃以上に加熱して熱間圧延を行い、仕上温度 $A_{r3}$ 点以上で熱間圧延を終了した後1~5秒間の空冷を行ってから30℃/s以上の冷却速度にて550~650℃まで冷却し、更に2~10秒間の空冷を行った後、再度30℃/s以上の冷却速度にて350~520℃まで冷却して巻取をすることを特徴とする、体積率で5%以上の残留オーステナイトと3~20%のパーライトとを含み残りがポリゴナルフェライトとベイナイトからなる組織を有する引張強さが690N/mm<sup>2</sup>以下の加工性に優れた熱延高張力鋼板の製造方法。

【請求項4】 重量割合でC: 0.05~0.25%, Si: 2.0%以下, Al: 1.6%以下, Mn: 0.8~2.0%,

Ti: 0~0.04%を含み、更にCa: 0.0002~0.01%,

Zr: 0.01~0.10%, 希土類元素: 0.002~0.10%の1種以上をも含むと共にN: 0.0100%以下, Nb: 0.003%未満,  $Si(\%) + Al(\%) \geq 1.0$ の各条件を満たして残部がFe及び不可避免の不純物からなる鋼片を、1100℃以上に加熱して熱間圧延を行い、仕上温度 $A_{r3}$ 点以上で熱間圧延を終了した後1~5秒間の空冷を行ってから30℃/s以上の冷却速度にて550~650℃まで冷却し、更に2~10秒間の空冷を行った後、再度30℃/s以上の冷却速度にて350~520℃まで冷却して巻取をすることを特徴とする、体積率で5%以上の残留オ

ーステナイトと3~20%のパーライトとを含み残りがポリゴナルフェライトとベイナイトからなる組織を有する引張強さが690N/mm<sup>2</sup>以下の加工性に優れた熱延高張力鋼板の製造方法。

## 【発明の詳細な説明】

## 【0001】

【産業上の利用分野】この発明は、加工性（延性、穴伸び性、打抜き穴伸び性等）に優れ、プレス加工や伸びフランジ加工等により様々な形状に成形し自動車あるいは産業機器等の構造部材として用いるのに好適な加工用熱延高張力鋼板とその製造方法に関するものである。

## 【0002】

【従来技術とその課題】連続熱間圧延によって製造されるいわゆる熱延鋼板は、比較的安価な構造材料として自動車を始めとする各種の産業機器に広く使用されているが、その用途にはプレス加工で成形される部材が多く、従って高強度と高延性の両立に関する強い要求がある。

【0003】ところで、高強度鋼板の延性改善を図る手段としては“残留オーステナイトのTRIP（変態誘起塑性）を利用する方法”が知られており、例えば特開昭63-4017号公報にはこれに関連した「高Si含有鋼を低温オーステナイト域で大圧下する方法」が開示されている。この方法は、ベイナイト変態を起こさせることによってCを未変態オーステナイト中に濃化することでオーステナイトの安定化を図り、これにより残留オーステナイトを得ようとしたものであって、この方法で得られる熱延鋼板は実質的にフェライトとベイナイトと残留オーステナイトからなる組織を有したものとなる。

【0004】しかし、上記方法では残留オーステナイト生成に重要な“炭化物を含まないベイナイト”に加え“炭化物を含む硬いベイナイト”までもが粗大かつバンド状に生成しやすく、そのため得られる熱延鋼板は高延性ではあるが穴伸び性が著しく劣るといった問題があった。

【0005】そこで、このような残留オーステナイトのTRIPを利用した高延性高強度熱延鋼板の穴伸び性を改善すべく、特開平5-195150号公報には、「Nb添加によってパーライト生成量を適度にコントロールし、パーライトを適度に含む残留オーステナイト組織を確保するようにした熱延高張力鋼板」に関する技術が提案されている。しかしながら、この方法では、添加するNbの析出強化能が大きすぎて製品の強度が高くなり過ぎ、それ故にプレス加工を施した際に寸法精度が悪化する等の問題が生じた。

【0006】加工時の寸法精度が問題とならないような低強度化を実現するためには、特開平5-59485号公報に開示されているような「Siの代わりに固溶強化能の低いAlを添加する方法」が考えられるが、Al含有量が多くなると今度は溶接性に問題を生じ、何れも性能的に今一つの改善の余地が残るものであった。

【0007】このようなことから、本発明が目的としたのは、前述の如き従来技術の問題を解決し、十分な延性を有してプレス加工が容易な上に、穴伸び性にも優れ、かつ溶接性の点でも満足できる熱延高張力鋼板の安定提供手段を確立することであった。

【0008】

【課題を解決するための手段】本発明者等は、上記目的を達成すべく鋭意研究を行った結果、次の知見を得ることができた。

a) 熱延高張力鋼板に十分に満足できる高延性を確保するためには残留オーステナイトのTRIP効果を利用することが欠かせず、そのためには体積率で5%以上の残留オーステナイトを残存させておくことが是非とも必要である。

b) そして、良好な溶接性をも確保するためにはC含有量の低減とAl含有量の抑制が必要となるが、C含有量が低くなると鋼板の強度が低下が懸念されることとなる。しかし、C含有量の低い鋼板であっても、その組織を残留オーステナイトとパーライトを含むポリゴナルフェライト及びベイナイトからなる組織にすると、自動車用高張力鋼板等に必要の強度を安定して確保できるようになる。

c) また、上述のように鋼板組織中に適量（体積率で3～20%）のパーライトを導入すると、硬質なベイナイトの量が減少されて鋼板の穴伸び性が著しく向上する。

【0009】d) ところが、最近の製鋼原料事情等から鋼板中にNbが混入する頻度が増しており、またNbは残留オーステナイトの残存を容易化する作用も有しているものでTRIP効果を利用する自動車用高張力鋼板等ではこのNbの効果を積極的に利用するのが有利であるが、前述したようにNbは析出強化能が大きく、従ってNbを含有する高張力鋼板はプレス加工によって寸法精度の高い製品を製造する上で大きな不利を伴う（プレス時の寸法精度を確保するには690N/mm<sup>2</sup>以下の引張強さに抑える必要があるもののNbが含有されると強度をこの範囲に抑えるのが困難となる）。そのため、プレス加工性を考慮した場合にはNb含有量を十分に規制しなければならない。

【0010】e) しかしながら、Nbを含まない鋼であっても、しかも溶接性への悪影響が問題とならない1.6%以下のAl含有量のものを素材として、優れた伸びにつながる適量の残留オーステナイトを安定して確保され、かつコントロールされた適量のパーライトが現出されて穴伸び性が改善された高張力熱延鋼板を実現する手段は全く不知であった。ところが、熱間圧延後の加速冷却に先立つ所定時間の空冷によってフェライトの核生成を行わせ、また加速冷却途中における特定の温度域でも所定時間の徐冷（空冷）を行うと、上述のような素材からも5体積%以上の残留オーステナイトと3～20%のパーライトを含むポリゴナルフェライト及びベイナイトからなる組織を有し、プレス時の寸法精度を確保できる690

N/mm<sup>2</sup>を上回らない引張強さの、伸びと穴伸び性に優れた熱延高張力鋼板が得られることを見出した。

【0011】本発明は、上記知見事項等に基づいてなされたもので、次に示す加工性に優れた熱延高張力鋼板並びにその製造方法を提供するものである。

① C: 0.05～0.25%（以降、成分割合を表す%は重量%とする）、Si: 2.0%以下、Al: 1.6%以下、Mn: 0.8～2.0%、Ti: 0～0.04%を含むと共にN: 0.0100%以下、Nb: 0.003%未満、Si(%) + Al(%) ≥ 1.0の各条件を満たして残部がFe及び不可避的不純物からなり、かつ体積率で5%以上の残留オーステナイトと3～20%のパーライトとを含み残りがポリゴナルフェライトとベイナイトからなる組織を有することを特徴とする、引張強さが690N/mm<sup>2</sup>以下の加工性に優れた熱延高張力鋼板。

② C: 0.05～0.25%、Si: 2.0%以下、Al: 1.6%以下、Mn: 0.8～2.0%、Ti: 0～0.04%を含み、更にCa: 0.0002～0.01%、Zr: 0.01～0.10%、希土類元素: 0.002～0.10%の1種以上をも含むと共にN: 0.0100%以下、Nb: 0.003%未満、Si(%) + Al(%) ≥ 1.0の各条件を満たして残部がFe及び不可避的不純物からなり、かつ体積率で5%以上の残留オーステナイトと3～20%のパーライトとを含み残りがポリゴナルフェライトとベイナイトからなる組織を有することを特徴とする、引張強さが690N/mm<sup>2</sup>以下の加工性に優れた熱延高張力鋼板。

③ C: 0.05～0.25%、Si: 2.0%以下、Al: 1.6%以下、Mn: 0.8～2.0%、Ti: 0～0.04%を含むと共にN: 0.0100%以下、Nb: 0.003%未満、Si(%) + Al(%) ≥ 1.0の各条件を満たして残部がFe及び不可避的不純物からなる鋼片を、1100℃以上に加熱して熱間圧延を行い、仕上温度Ar<sub>3</sub>点以上で熱間圧延を終了した後1～5秒間の空冷を行ってから30℃/s以上の冷却速度にて550～650℃まで冷却し、更に2～10秒間の空冷を行った後、再度30℃/s以上の冷却速度にて350～520℃まで冷却して巻取することを特徴とする、体積率で5%以上の残留オーステナイトと3～20%のパーライトとを含み残りがポリゴナルフェライトとベイナイトからなる組織を有する引張強さが690N/mm<sup>2</sup>以下の加工性に優れた熱延高張力鋼板の製造方法。

④ C: 0.05～0.25%、Si: 2.0%以下、Al: 1.6%以下、Mn: 0.8～2.0%、Ti: 0～0.04%を含み、更にCa: 0.0002～0.01%、Zr: 0.01～0.10%、希土類元素: 0.002～0.10%の1種以上をも含むと共にN: 0.0100%以下、Nb: 0.003%未満、Si(%) + Al(%) ≥ 1.0の各条件を満たして残部がFe及び不可避的不純物からなる鋼片を、1100℃以上に加熱して熱間圧延を行い、仕上温度Ar<sub>3</sub>点以上で熱間圧延を終了した後1～5秒間の空冷を行ってから30℃/s以上の冷却

【0011】 550～650℃まで冷却し、更に2～10秒間、急冷を行った後、再度30℃/s以上の冷却速度にて350～520℃まで冷却して巻取することを特徴とする、体積率で5%以上の残留オーステナイトと3～20%のパーライトとを含み残りがポリゴナルフェライトとベイナイトからなる組織を有する引張強さが690N/mm<sup>2</sup>以下の加工性に優れた熱延高張力鋼板の製造方法。

【0012】 上述のように、本発明は、溶接性を満足できる範囲の低C、低Al含有量であって、かつTRIP効果で高延性を発揮するのに十分な量のオーステナイトが確保されたところの、プレス加工が容易で穴拡張性も良好な熱延高張力鋼板を安定提供できるようにするものであるが、以下、鋼板の化学組成と組織並びにその製造条件の前記の如くに規定した理由を説明する。

#### 【0013】 a) 鋼板の化学組成

##### a) C

Cは本発明鋼板では重要な構成成分であって、熱延後の冷却過程で未変態オーステナイト中に濃縮してオーステナイトを安定化することにより熱延鋼板中にTRIP効果を得るのに十分な残留オーステナイトを得ることができる。しかし、C含有量が0.05%未満では十分な残留オーステナイトを得ることができず、一方0.25%を超えてCを含有させると溶接性が問題となる上、第2相が多くなり過ぎて穴拡張性も劣化する。従って、C含有量は0.05～0.25%と定めたが、好ましくは0.08～0.20%に調整するのが良い。

##### 【0014】 b) Si

Siは、ポリゴナルフェライト生成を促進してCの未変態オーステナイトへの濃縮を助け、またセメンタイトの析出を遅らせる作用を有しているので、残留オーステナイトを得やすくする効果を発揮する。しかしながら、過度の添加は、固溶強化によって鋼板を著しく強化するのでプレス成形性が問題となるばかりか、表面品質や溶接性も悪化させる。従って、Si含有量の上限を2.0%としたが、好ましくは1.1%以下、より好ましくは0.5%以下に調整するのが良い。

##### 【0015】 c) Al

Alは、Siと同様にポリゴナルフェライト生成を促進してCの未変態オーステナイトへの濃縮を助け、またセメンタイトの析出を遅らせるで残留オーステナイトを得やすくする作用を有するが、Siの場合に比べて鋼板をあまり強化することがないため加工性及びプレス時の寸法精度を劣化させることがない。しかし、1.6%を超えてAlを含有させると溶接性が問題となることからその含有量を1.6%以下と定めたが、好ましくは1.3%以下に規制するのが良い。なお、このようにAl含有量を規制する必要があることから、上述したSi含有量は0.05%を下回らないことが望まれる。また、ポリゴナルフェライト生成を促進してCの未変態オーステナイトへの濃縮を助け、かつセメンタイトの析出を遅らせて残留オーステナイト

を得やすくするSi及びAlの効果を十分ならしめるためには、SiとAlの合計含有量が $(Si(\%) + Al(\%) \geq 1.0)$ なる条件を満たす必要がある。

##### 【0016】 d) Mn

Mnも本発明鋼板では重要な構成元素であって、未変態オーステナイトが過度にパーライトに変態するのを抑制する。しかし、この効果はMn含有量が0.8%未満では十分ではなく、一方、2.5%を超えて含有させると熱延後の冷却過程で十分なポリゴナルフェライトを得られず、またそのためCの未変態オーステナイトへの濃縮も不十分となって目的とする高延性あるいはTRIP効果が得られない。従って、Mnの含有量は0.8～2.5%と定めた。

##### 【0017】 e) Ti

Tiはスラブのひび割れ防止に効果があり、そのため必要に応じて添加される成分であるが、0.04%を超えて添加してもその効果は飽和してしまうことから、Ti含有量の上限を0.04%と定めた。

##### 【0018】 f) N

Nはスラブ製造過程で窒化物として析出し、スラブのひび割れの原因となる好ましくない元素である。そのため、N含有量は0.0100%以下と定めた。

##### 【0019】 g) Nb

Nbは、鋼板の強化作用が著しくてプレス成形性を悪化させ、かつ本発明においてはパーライト変態を過度に抑制する好ましくない元素であり、Nb含有量の規制は本発明鋼板の大きな特徴の1つである。ただ、Nb含有量が0.003%未満の領域に規制されておれば前記弊害は顕著化しないことから、本発明鋼板ではNb含有量を0.003%未満と定めた。

##### 【0020】 h) Ca、Zr及び希土類元素

これらの成分は、何れも介在物の形状を調整して冷間加工性を改善する作用を有するので必要に応じて1種以上を含有させるのが良い。しかしながら、その含有量がCaの場合は0.0002%未満、Zrの場合は0.01%未満、そして希土類元素の場合は0.002%未満であると前記作用による所望の効果が得られず、一方、Caでは0.01%、Zrでは0.10%そして希土類元素では0.10%を超えて含有されると逆に鋼中の介在物が多くなり過ぎて冷間加工性が劣化することから、それぞれの含有量を、Ca: 0.0002～0.01%、Zr: 0.10～0.10%、希土類元素: 0.002～0.10と定めた。

##### 【0021】 i) 残余成分

本発明鋼板における上記以外の成分はFe及び前述しない不可避不純物である。この不可避不純物としてはO、P、S、Cu、Ni、Cr、Mo等の鋼中に不可避免的に混入する元素が含まれる。これらの中でも、Pは溶接性に悪影響を及ぼす不純物元素であるので低含有量であるほど好ましく、所望の溶接性を確保するためにはPの含有量を0.05%以下に抑えるのが望ましい。また、SはMnS系介在物を形成して加工性を低下させる不純物元素であるので

やはり低含有量であるほど好ましく、できればその含有量を0.02%以下とするのが望ましい。

#### 【0022】(B) 鋼板の組織

本発明のように比較的C含有量が低い熱延鋼板では強度確保が問題となるが、その組織を残留オーステナイトとパーライトを含むポリゴナルフェライト及びベイナイトからなる組織にすると、自動車用高張力鋼板等に必要の強度を安定して確保できるようになる。また、この場合、残留オーステナイトのTRIP効果を利用して熱延鋼板に加工用としての高延性を付与するためには、体積率で5%以上の残留オーステナイトの確保は欠かせない。しかも、上記鋼板組織中のパーライトの体積率を3~20%とすることで、硬質なベイナイトの量が減少されて鋼板の穴伸び性が著しく向上する。ここで、パーライトの体積率が3%未満であると上記効果が十分でなく、一方、パーライトの体積率が20%を超える組織にすると残留オーステナイトの確保が困難となって所望の高延性を達成できなくなる。なお、上記組織は、鋼板の化学組成調整と、次に説明する製造条件の調整によって実現することができる。

#### 【0023】(C) 熱延鋼板の製造条件

熱間圧延に供する鋼は、例えば転炉、電気炉又は平炉等により溶製することができ、鋼種もリムド鋼、キャップド鋼、セミキルド鋼又はキルド鋼の何れであっても良い。そして、圧延素材である鋼片の製造にも“造塊一分塊圧延”あるいは“連続鋳造”等の何れの手段が採用されても構わない。

【0024】ただ、本発明においては、熱間圧延に供する鋼片は1100℃以上で加熱保持してから熱間圧延を開始し、仕上圧延は $A_{r3}$ 点以上の温度で仕上げる。1100℃未満の加熱では熱間圧延中に鋼片が冷却され、 $A_{r3}$ 点以上の仕上温度が確保できない。そして、仕上温度が $A_{r3}$ 点未満になると、熱間圧延中にフェライト変態が生じ、生成したフェライト粒に熱間圧延による歪が導入されて得られる熱延鋼板の加工性が劣化してしまう。なお、加熱炉に装入する鋼片は、鋳造後の高温のままのスラブでも、室温で放置されたスラブでも構わない。

【0025】本発明においては、圧延後の冷却条件が重要である。つまり、熱間圧延終了後の1~5秒間の空冷と、加速冷却途中の550~650℃からの2~10秒間の空冷が特に重要である。

【0026】まず、本発明鋼板のようにNbを添加することなしにコントロールされた適量のパーライトを生成させるためには、550~650℃の温度からの2~10秒間の空冷が必要であることが確認された。そして、この温度域でのパーライト変態は比較的遅いため、適量の未変態オーステナイトも含有しており、その後の加速冷却の巻取りでベイナイト変態させることで延性に有効な5%以上の残留オーステナイトを残存させることが可能となる。この場合、空冷開始温度が650℃を上回って

いるとパーライト生成量の適量に調整することができなくなり、一方、空冷開始温度が550℃を下回ってしまうと炭化物を含むベイナイトが生成してしまい、何れも所望量のパーライトを確保できなくなることから、加速冷却途中の空冷開始温度を550~650℃と定めたが、好ましくは550~600℃の範囲に調整するのが良い。

【0027】また、パーライトの生成はオーステナイト中のC濃度が共析点(約0.8%)以上に達することで開始され、オーステナイトへのCの濃化(残留オーステナイトの確保に欠かせない)はフェライトが生成することにより未変態のオーステナイト中にCが吐き出されることで生じる。本発明者等は、鋭意研究の結果、フェライトの生成促進のためには熱間圧延後1~5秒間の空冷が重要であることを見出した。

【0028】この知見事項は、初期のフェライト生成核が重要な役割を持つことを意味している。即ち、熱間圧延後の空冷が1秒未満ではフェライト核の生成が不十分で、その結果十分なフェライトが生成せずにオーステナイトへのCの濃化が不十分となって、加速冷却途中で空冷を実施しても十分なパーライトが得られず、炭化物を含むベイナイトが生成してしまう。一方、この空冷が5秒を超えると、フェライト生成量が多くなるために高温域からパーライトの生成が開始される。このような高温域でのパーライトへの変態速度は非常に速いため、未変態オーステナイトのほぼ全量がパーライト変態してしまい、延性向上に有効な残留オーステナイトが得られなくなる。

【0029】ところで、上述した空冷以外は巻取り温度まで30℃/s以上の冷却速度で加速冷却を行うが、これは本発明鋼がNbを積極的に含まない鋼であるためにパーライト生成速度が速く、そのため空冷により組織制御できる温度以外は過度の組織変化が生じるのを抑制するためである。即ち、この加速冷却での冷却速度が30℃/s未満では、過度にパーライトが生成して狙いとする組織が得られなくなる。

【0030】このように、本発明における“圧延直後の空冷によるフェライト核の生成”と“加速冷却途中の550~650℃での空冷”との組み合わせは、適量のフェライトとパーライトを生成させる上で極めて重要な処理である。

【0031】なお、前記加速冷却は350~520℃まで実施し、その後に巻取りを行う。この温度域で巻き取ることにより、未変態オーステナイトが炭化物を含まないベイナイトへ変態し、Cが未変態オーステナイトへ更に濃化することでマルテンサイト変態が抑制され、高延性に必要な5%以上のオーステナイトが残留する。即ち、520℃を超える温度で巻取りを行うと炭化物が生成してオーステナイトが残留せず、一方、350℃を下回る温度で巻取るとベイナイト変態ではなくマルテンサ

イト変態が生じてしまい、何れも5%以上の残留オーステナイトを得ることができない。

【0032】続いて、本発明を実施例によって説明する。

【実施例】表1に示す化学組成の鋼50kgを真空溶解炉

で溶製後、熱間鍛造により60mm厚のスラブを製造し、表2に示す条件で2mm厚の熱延鋼板とした。

【0033】

【表1】

表 1

鋼種		化 学 成 分 (重量%)										A <sub>r</sub> 3点 (℃)
		C	Si	Mn	P	S	Al	N	Nb	そ の 他	Si+Al	
本 発 明 対 象 鋼	A	0.11	0.32	1.30	0.008	0.002	0.82	0.0024	<0.003	—	1.14	780
	B	0.15	0.12	1.40	0.010	0.003	1.23	0.0034	<0.003	—	1.34	798
	C	0.08	0.50	1.30	0.013	0.002	0.62	0.0054	<0.003	—	1.12	813
	D	0.20	0.12	1.15	0.008	0.006	0.96	0.0036	<0.003	—	1.08	793
	E	0.12	0.06	1.32	0.025	0.008	1.22	0.0045	<0.003	Ti:0.021	1.28	812
	F	0.13	0.45	1.56	0.064	0.009	1.01	0.0023	<0.003	Ca:0.0015	1.46	791
	G	0.12	0.36	1.32	0.014	0.001	0.72	0.0016	<0.003	Zr:0.036	1.08	792
	H	0.13	0.28	1.23	0.022	0.003	0.86	0.0042	<0.003	希土類:0.008	1.14	790
	I	0.12	0.36	1.25	0.023	0.008	0.92	0.0018	<0.003	Zr:0.021, 希土類:0.012	1.28	816
	J	0.14	0.41	1.16	0.013	0.004	1.00	0.0023	<0.003	Ti:0.022, Ca:0.0013	1.41	808
	K	0.11	0.22	1.43	0.015	0.002	0.94	0.0016	<0.003	Ti:0.015, Zr:0.026	1.16	811
	L	0.09	1.05	1.24	0.006	0.008	0.03	0.0042	<0.003	—	1.08	808
比 較 鋼	M	0.13	*2.10	1.32	0.006	0.006	0.04	0.0035	<0.003	—	2.14	836
	N	0.09	0.21	1.32	0.012	0.006	*1.68	0.0035	<0.003	—	1.89	853
	O	0.12	0.35	1.32	0.008	0.002	0.85	0.0035	*0.012	—	1.20	805
	P	0.10	0.42	1.36	0.010	0.001	0.84	0.0028	*0.005	—	1.28	809
	Q	0.11	0.38	1.42	0.009	0.002	0.51	0.0031	<0.003	—	*0.89	780

(注1) 希土類元素はミッシュメタルとして添加した。

(注2) 残部成分はFe及び不可避免不純物である。

(注3) \*印は本発明で規定する条件から外れていることを示す。

【0034】

【表2】

試験番号	適用鋼種	加熱温度 (℃)	仕上温度 (℃)	熱延直後 における 空冷時間 (s)	緩く加速 冷却での 冷却速度 (℃/s)	加速冷却途中での空冷		引き続く 加速冷却 の速度 (℃/s)	巻取温度 (℃)	
						空冷開始温度 (℃)	空冷時間 (s)			
本発明例	1	1180	880	2	60	580	4	60	470	
	2	1180	870	2	60	590	4	70	370	
	3	1220	910	4	80	570	3	60	480	
	4	1160	830	2	40	580	6	80	510	
	5	1130	840	2	60	570	5	60	460	
	6	1180	850	3	80	590	4	60	420	
比較例	7	A	*1000	*750	2	80	590	4	60	440
	8	A	1180	*740	2	60	590	4	60	450
	9	A	1180	830	* < 1	60	590	4	60	460
	10	A	1200	860	2	* 7	580	4	60	450
	11	A	1180	870	2	60	* 720	4	60	440
	12	A	1180	860	3	60	* 480	4	60	400
	13	A	1200	870	2	60	—	* 0	60	440
	14	A	1200	880	2	60	580	* 30	60	440
	15	A	1200	860	2	60	590	4	* 6	440
	16	A	1180	860	2	60	590	4	60	* 560
	17	A	1180	870	2	60	590	4	60	* 250
本発明例	18	B	1180	870	2	60	590	5	60	440
	19	C	1160	860	3	60	580	6	80	450
	20	D	1250	880	4	80	580	4	60	440
	21	E	1180	870	2	60	590	5	60	460
	22	F	1200	860	3	40	550	5	40	430
	23	G	1200	860	3	60	590	4	60	440
	24	H	1180	860	2	60	560	4	60	460
	25	I	1200	870	2	60	570	4	80	400
	26	J	1200	870	3	60	570	5	80	460
	27	K	1200	860	3	60	580	4	60	450
	28	L	1180	870	2	60	560	4	60	420
比較例	29	*M	1180	860	3	60	580	5	60	430
	30	*N	1180	870	2	60	590	5	60	420
	31	*O	1180	870	2	60	580	5	60	440
	32	*P	1180	840	2	60	580	4	60	430
	33	*Q	1180	840	2	60	580	4	60	430

(注) \*印は本発明で規定する条件から外れていることを示す。

【0035】次いで、このようにして得られた各熱延鋼板からJIS5号引張試験片を採取し、その機械的性質を調べた。また、各熱延鋼板から別の試験片を採取し、15%クリアランスで打ち抜いた打ち抜き穴の“限界穴広げ率”を60φ円錐ボンチで広げて調査した。更に、各熱延鋼板中央部よりX線試験用の試験片を採取し、残

留オーステナイト量を測定した。また、パーライト量は、断面研磨後ナイトル腐食したサンプルをSEMで観察し、画像処理にて測定した。これらの結果を表3に示す。

【0036】

【表3】



試験 番号	得られた熱延鋼板の組織		得られた熱延鋼板の機械的特性				
	パーライト量 (体積%)	オーステナイト量 (体積%)	降 伏 強 度 (N/mm <sup>2</sup> )	引 張 強 さ (N/mm <sup>2</sup> )	伸 び (%)	穴 拡 げ 率 (%)	
本 発 明 例	1	9	11	442	590	36	86
	2	6	14	465	621	37	82
	3	7	12	440	586	36	86
	4	13	8	460	576	38	88
	5	6	15	435	581	37	86
	6	7	16	440	592	36	85
比 較 例	7	3	* 4	555	662	23	60
	8	3	* 3	535	638	25	65
	9	* 0	12	430	603	38	62
	10	* 22	* 2	430	543	31	83
	11	* 1	13	442	613	37	53
	12	* 0	* 2	503	642	27	62
	13	* 1	8	470	653	28	58
	14	* 22	* 0	440	562	28	85
	15	* 21	* 0	433	542	29	88
	16	* 23	* 0	423	550	30	77
17	* 1	* 3	455	652	31	50	
本 発 明 例	18	9	14	447	596	39	81
	19	5	11	400	532	41	86
	20	10	16	462	613	38	85
	21	12	14	399	531	40	95
	22	9	15	463	616	37	83
	23	8	14	446	593	38	82
	24	10	12	438	581	39	84
	25	13	15	426	568	38	86
	26	9	14	451	596	39	84
	27	11	16	436	578	38	90
	28	9	14	455	606	38	82
比 較 例	29	11	16	595	793	30	60
	30	9	18	385	513	39	90
	31	* 2	15	592	732	31	43
	32	* 2	10	576	716	30	47
	33	* 23	* 2	436	522	28	82

(注) \*印は本発明で規定する条件を外れていることを示す。

【0037】表3に示す結果からは次のことを確認することができる。即ち、本発明法に従って製造された試験番号1～6及び試験番号18～28に係る高張力熱延鋼板は、5%を超える残留オーステナイトと3～20%のパーライトを有し、そのため引張強さが690N/mm<sup>2</sup>以下で、伸びが35%以上、穴拡げ率80%以上と優れた加工性を示した。

【0038】これに対して、熱延加熱温度の低い試験番号7に係る熱延鋼板は、圧延時の温度降下により仕上温度がAr<sub>3</sub>点を下回り、試験番号8に係る熱延鋼板と共に、熱間圧延中にフェライトに歪が加わるため延性が低下した。また、熱延後の空冷時間が短い試験番号9に係る熱延鋼板は、パーライトの生成が不十分で穴拡げ性に

劣った。加速冷却時の冷却速度の遅い試験番号10及び15に係る熱延鋼板と、中間の空冷時間が長い試験番号14に係る熱延鋼板、更に巻取温度の高い試験番号16に係る熱延鋼板は、何れもパーライト変態が過度に進行して残留オーステナイト量が不足し、伸びが低い。更に、加速冷却途中の空冷開始温度の高い試験番号11と空冷開始温度の低い試験番号12に係る熱延鋼板、更に空冷時間の短い試験番号13と巻取温度の低い試験番号17に係る熱延鋼板は、何れもパーライトの生成が不足して穴拡げ性が低い。

【0039】一方、Si含有量が高い試験番号29に係る熱延鋼板は強度が高過ぎ、Al量が高い試験番号30に係る熱延鋼板は特性は良好であったがフラッシュバット溶接を

実施すると十分な溶接強度が得られなかった。また、Nb含有量が高い試験番号31及び32に係る熱延鋼板は、本発明に係る製造条件ではパーライト量が不足し、穴拡張性が低い。そして、Si+Alの合計含有量が低い試験番号33に係る熱延鋼板は、パーライト変態が過度に進行し残留オーステナイト量が不足するため伸びが低い。

#### 【0040】

【効果の総括】以上に説明した如く、この発明によれば、高延性を示す上に穴拡張性、溶接性も良好で自動車足廻り部品等として好適な加工用高張力熱延鋼板を安定提供することが可能となるなど、産業上有用な効果がもたらされる。

**This Page is Inserted by IFW Indexing and Scanning  
Operations and is not part of the Official Record**

**BEST AVAILABLE IMAGES**

Defective images within this document are accurate representations of the original documents submitted by the applicant.

Defects in the images include but are not limited to the items checked:

- ☐ **BLACK BORDERS**
- ☐ **IMAGE CUT OFF AT TOP, BOTTOM OR SIDES**
- ☐ **FADED TEXT OR DRAWING**
- ☐ **BLURRED OR ILLEGIBLE TEXT OR DRAWING**
- ☐ **SKEWED/SLANTED IMAGES**
- ☐ **COLOR OR BLACK AND WHITE PHOTOGRAPHS**
- ☐ **GRAY SCALE DOCUMENTS**
- ☐ **LINES OR MARKS ON ORIGINAL DOCUMENT**
- ☒ **REFERENCE(S) OR EXHIBIT(S) SUBMITTED ARE POOR QUALITY**
- ☐ **OTHER:** \_\_\_\_\_

**IMAGES ARE BEST AVAILABLE COPY.**

**As rescanning these documents will not correct the image problems checked, please do not report these problems to the IFW Image Problem Mailbox.**